

IN THE UNITED STATES PATENT
AND TRADEMARK OFFICE

RECEIVED
CENTRAL FAX CENTER
JUN 30 2006

Serial No. : 10/790,959
Applicant : Takemori TAKAYAMA
Filed : March 1, 2004
For : ROLLING ELEMENT AND METHOD
OF PRODUCING THE SAME
Art Unit : 1742
Examiner : Deborah YEE
Docket No. : 03773/HG
Confirm. No.: 2156
Customer No.: 01933

TERMINAL DISCLAIMER

The owner of a 100% interest in the above-identified present application, namely, the Assignee of record:

Assignee: KOMATSU LTD.
Assignment recorded on: March 1, 2004
Reel: 015796 Frame: 0317

hereby disclaims, except as provided below, the terminal part of the statutory term of any patent granted on the above-identified present application, which extends beyond the full statutory term defined in 35 USC 154 to 156 on any patent granted on the following commonly owned pending patent application:

Patent Appln. Ser. No.: 10/790,931

Filing Date: March 1, 2004

Any patent granted on the above-identified present application shall be enforceable only for and during such period that the patent granted on the above-identified present

07/03/2006 MBINAS 00000006 10790959

01 FC:1014

130.00 0P

application is commonly owned with any patent granted on said commonly owned pending patent application.

This Agreement is to run with any patent granted on the above-identified present application and to be binding upon the grantee, its successors or assigns.

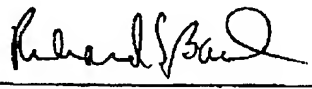
In making the above disclaimer, there is no disclaimer of the terminal part of any patent granted on the above-identified present application that would extend to the expiration date of the full statutory term as defined in 35 USC 154 to 156 of any patent granted on said commonly owned pending patent application in the event that said granted patent later: expires for failure to pay a maintenance fee, is held unenforceable, is found invalid by a Court of competent jurisdiction, is statutorily disclaimed in whole or terminally disclaimed under 37 CFR 1.321, has all claims cancelled by a reexamination certificate, is reissued or is in any manner terminated prior to the expiration of its full statutory term.

The undersigned is empowered to act on behalf of the Assignee.

I hereby declare that all statements made herein of my own knowledge are true and that all statements made on information and belief are believed to be true; and further that these statements were made with the knowledge that willful false statements and the like so made are punishable by fine or imprisonment, or both, under Section 1001, of Title 18 of the

United States Code and that such willful false statements may jeopardize the validity of the application or any patent issued thereon.

Date: JUNE 30, 2006

By: 
Richard S. Barth
Reg. No. 28,180
Attorney of Record

Materials Vol. 26 No. 280

Publication date: January 15, 1977

Kamine et al.

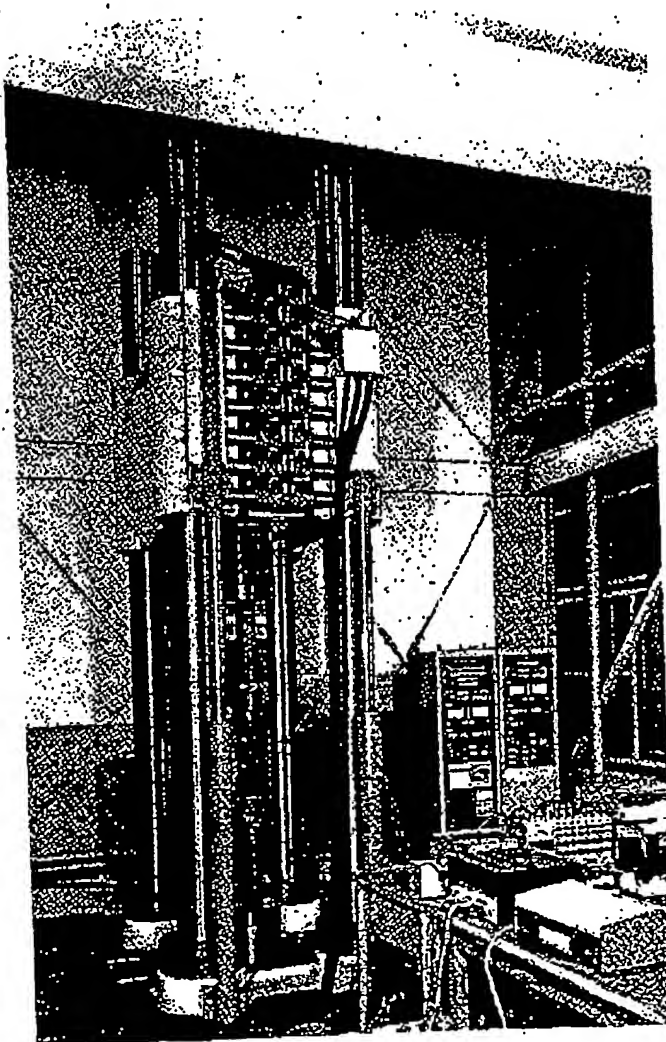
国立情報学研究所電子図書館サービス

© 日本材料学会

高性能◆島津の材料試験機

構造物、実物部品の疲労試験にも適合する多機能機
電気油圧式疲労試験機

島津サーボパルサUシリーズ



サーボパルサUシリーズ(本機は100トン型)

島津サーボパルサUシリーズは、試験片の疲労試験のほか、とくに実物試験や構造物材の曲げ試験などが行いやすいように、試験機本体フレームを上アキュニク形にし、試験テーブルを広くした多機能形疲労試験機です。

応用試験例

高サイクル疲労試験 低サイクル疲労試験
ランダム振動試験 プログラム連発試験
重量疲労試験 シュレーン試験
動的負荷試験 高速負荷試験
クリープ、リラクゼーション試験
動クリープ、サイクリッククリープ試験
フラクチャメクス試験 圧縮特性試験
K値コントロール試験 ノイバコントロール試験
組合せ応力試験 衝撃試験 過熱熱サイクル試験 特殊雰囲気試験

クローズドループシステムの
電気油圧式振動疲労試験機
島津サーボパルサUシリーズ



材
料
第 二 六 卷 第 二 八 〇 号
昭和五十二年一月十四日発行
昭和五十二年四月十二日第三版印刷

定価 六八〇円



島津製作所

精機事業部

600 東京都北区新西馬込町1 (03)431-2111
543-3571/543-4311

THIRD EDITION
IRON AND STEEL HANDBOOK
I
FUNDAMENT

Iron and Steel Institute of Japan

Maruzen Co., Ltd.

THIRD EDITION IRON AND STEEL HANDBOOK Vol. I FUNDAMENT ¥28,000
Date of issuance: June 20, 1981

Edited by: Iron and Steel Institute of Japan

Publisher: Shingo Iizumi

Publication Office: Maruzen Co., Ltd.
103 Nihonbashi2-3-10, Chuo-ku, Tokyo Japan

Table 7 17 Fe-C-M ternary carbide

M ₆ C type	Fe ₄ Mo ₃ C to Fe ₃ Mo ₃ C, Fe ₄ W ₃ C to Fe ₃ W ₃ C (Co ₃ W ₃ C, Ni ₃ W ₃ C)
M ₂₃ C ₆ type	Fe ₂₁ Mo ₂ C ₆ , Fe ₂₁ W ₂ C ₆ (Cr, Fe) ₂₃ C ₆ [Carbide formed by replacing Cr of Cr ₂₃ C ₆ with Fe] (Mn, Fe) ₂₃ C ₆ [Carbide formed by replacing Mn of Mn ₂₃ C ₆ with Fe]
M ₇ C ₃ type	(Cr, Fe) ₇ C ₃ [Carbide formed by replacing Cr of Cr ₇ C ₆ with Fe] (Mn, Fe) ₇ C ₃ [Carbide formed by replacing Mn of Mn ₇ C ₃ with Fe]

(iv) Tendency of carbide formation and equilibrium in alpha iron-cementite phase

Bain⁴⁹⁾ presented a concept of the tendency of carbide formation derived from magnitudes of distribution ratios of alloy elements between a carbide phase and an iron-based phase and thought that the decreasing order of tendency was Ti, Zr, Nb, V, Ta, W, Mo, Cr, Mn, (Fe), Ni, Co, Al and Si.

Sato et al.^{52,53)} derived distribution ratios of alloy elements between an alpha iron phase and a cementite phase in an equilibrium state at 700°C by adding each alloy element singly to the limit below which special carbide was not formed in steel containing 0.5 to 1.0% of carbon (C). Their results are shown in Figure 7-42. Cr, Mn, V, Mo and W, which are elements having the large tendency of carbide formation, are concentrated in cementite, and Cr and Mn are particularly high

in this tendency. On the contrary, Si, Co and Ni are hardly distributed in cementite and most of these metals are dissolved in an alpha iron in solid solution form. A ratio between the concentrations (distribution coefficient) of each alloy element dissolved in solid solution form in a cementite phase and an alpha iron phase, respectively, is shown in Table 7-16. A decreasing order of the distribution coefficient is Cr, Mn, V, Mo, W, Ni, Co and Si, and this order is not necessarily consistent with the order of the tendency of carbide formation shown by Bain. This order of the distribution coefficient is a measure of stability of cementite type carbide $(\text{Fe}, \text{M})_3\text{C}$ formed by replacing the third element. A strong element to form MC carbide does not necessarily have a large distribution coefficient of β/α .

The distribution coefficient gradually approaches 1 as temperature increases, and its temperature dependence becomes an Arrhenius type. But, in Mn, Cr and the like, their distribution coefficients become extraordinarily large beyond their predictions as temperature decreases, and on the other hand, in Co, their distribution coefficients sharply become small as temperature decreases. With respect to the reason for this, Kou et al.^{54,55)} investigated the distribution coefficients at below 700°C and made clear that this occurs due to the large temperature dependency of the stability parameter ($\Delta G_{\text{M}}^{\alpha/\gamma\text{Fe}}$) of ferrite-austenite, and it results from the ferromagnetism of

the alpha phase.

(v) Solubility limit of M and iron in cementite and special carbide

Fe_3C - Mn_3C , Fe_3C - Co_3C , and Fe_3C - Ni_3C form complete solubility in the solid state. However, phases of Ni_3C and Co_3C are metastable phases as shown in Figure 7-39. In $(\text{Fe}, \text{M})_3\text{C}$, the tendency of M to be substituted for Fe is as follows:

$\text{Cr (16\%)} > \text{Mo (1.8\%)} > \text{W (1.3\%)} > \text{V (0.6\%)} > \text{Ti (1.1\%)} > \text{Nb, Ta (trace)},$

and Zr and Hf are hardly substituted for Fe^{53,55}). This tendency is well understood from the difference between M's and iron's atomic radii⁵⁵).

Ternary composition carbide other than cementite is shown in Table 7-17. In addition, iron is hardly dissolved in solid solution form in special carbide of MC.

第 3 版
鉄 鋼 便 覧

I

基 礎

日本鉄鋼協会
編

丸 善 株 式 会 社

第3版 鉄鋼便覧 第I巻 基礎

定価 28,000 円

昭和 56 年 6 月 20 日 発行



©1981

編 者 監 人 日本鉄鋼協会

発行者 飯 泉 新 吾

発行所 丸 善 株 式 会 社

郵便番号 203 東京都中央区日本橋二丁目3番10号

印刷 中央印刷株式会社・監本 株式会社星共社

3357-2570-7924

412

7. 金 属 組 織

表 7-15 合金元素 1 wt% 添加による各変態点の低下

合金元素 M	変態点の低下率 [°C/1 wt% M]			
	$A_{c1}^{(M)}$	A_{c1}	A_{c3}	$B_s^{(M)}$
Ni	30	14.4	14.7	37
Mn	25	14	14	50
Co	5	—	—	—
C	0	0	180	270
Si	+20	+22	+44	—
Cr	—	+23.3	1.7	70
Mo	+25	—	—	83
V	+25	—	—	—
Al	+30	—	—	—
適用鋼種	12Cr ステンレス鋼	構造用合金鋼		

表 7-16 合金元素のセメンタイトとフェライト間の分配係数 (700°C)^(52,53)

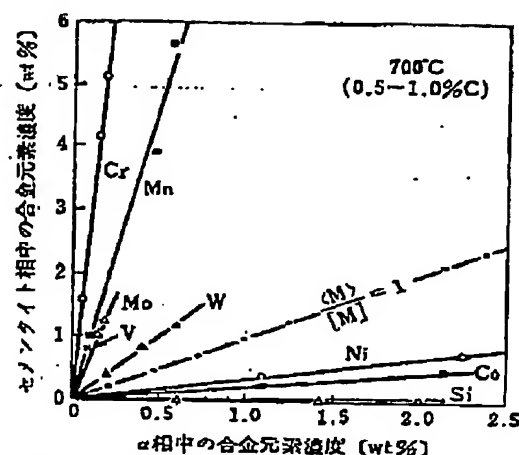
合金元素	Cr	Mn	V	Mo	W	Ni	Co	Si
分配係数	28.0	10.5	9.0	7.6	2.0	0.34	0.23	0.03

注) 分配係数 = (セメンタイト中の M の濃度) / (フェライト中の M の濃度)



表 7-17 Fe-C-M 3 元炭化物

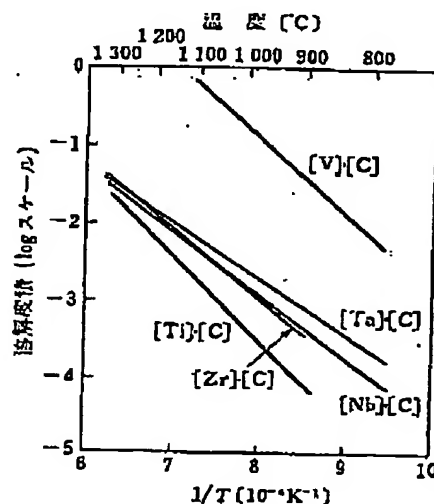
M ₂ C 型	Fe ₃ Mo ₃ C ~ Fe ₃ Mo ₃ C, Fe ₃ W ₃ C ~ Fe ₃ W ₃ C (Co ₃ W ₃ C, Ni ₃ W ₃ C)
M ₂ C ₄ 型	Fe ₂₁ Mo ₇ C ₄ , Fe ₂₁ W ₇ C ₄ (Cr, Fe) ₂₁ C ₄ (Cr ₂₁ C ₄ に Fe が置換したもの) (Mn, Fe) ₂₁ C ₄ (Mn ₂₁ C ₄ に Fe が置換したもの)
M ₃ C ₃ 型	(Cr, Fe) ₇ C ₃ (Cr ₇ C ₃ に Fe が置換したもの) (Mn, Fe) ₇ C ₃ (Mn ₇ C ₃ に Fe が置換したもの)

図 7-42 合金元素のセメンタイト相と α 相への分配⁽⁵²⁾

ひ A_{c3} 温度はその化学組成から経験式によって求められる⁽⁵¹⁾。表 7-15 に合金元素を 1 wt% 添加したときのこれら変態点の低下する割合を示す。多元系合金においても図 7-41 の傾向は保たれていることがわかる。

(iv) 炭化物形成傾向と α 鉄/セメンタイト平衡 Bain⁽⁵⁴⁾は炭化物相と鉄基相とに合金元素が分配される比率の大小から炭化物形成傾向の考え方を示し、その順序を Ti, Zr, Nb, V, Ta, W, Mo, Cr, Mn, (Fe), Ni, Co, Al, Si と考えた。

佐藤ら^(52,53)は 0.5~1.0% C を含む鋼に特殊炭化物が形成されない限度まで合金元素をそれぞれ単独添加して、700°C の平衡状態における合金元素の α 鉄とセメンタイト相への分配比率を求めた。図 7-42 にそれらの結果をまとめて示す。炭化物形成傾向の大きい元素である Cr, Mn, V, Mo, W はセメンタイトに濃縮し、特に Cr と Mn はその傾向が著しい。これに対して Si,

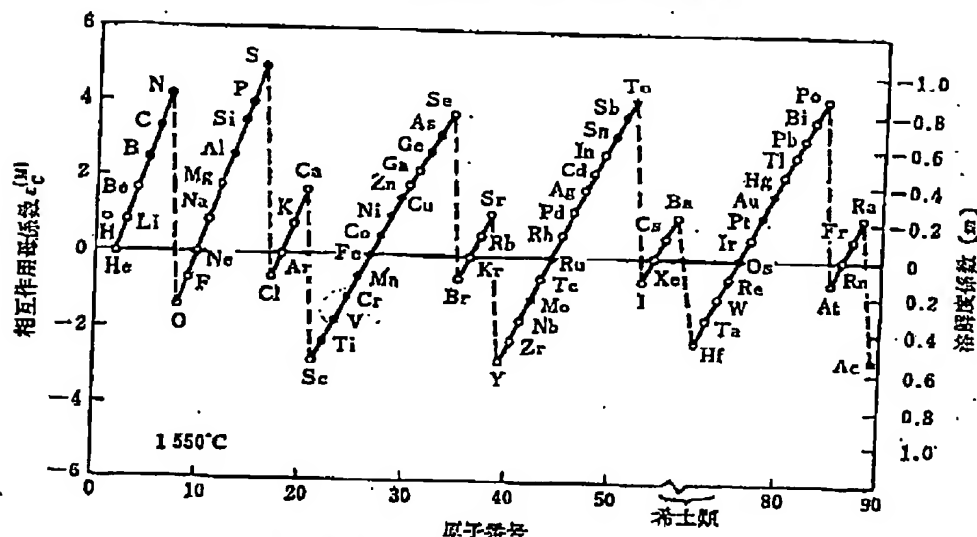
図 7-43 鉄中の炭化物の溶解度の温度依存性⁽⁵⁵⁾

Co, Ni はセメンタイトにはほとんど配分されず、大部分は α 鉄中に固溶している。表 7-16 にセメンタイトと α 鉄の両相に固溶する合金元素濃度の比率 (分配係数) を示す。分配係数は $Cr > Mn > V > Mo > W > Ni > Co, Si$ の順になり、Bain の炭化物形成傾向の序列とはかならずしも一致しない。この分配係数の序列は第 3 元素を置換したセメンタイト型炭化物 $(Fe, M)_3C$ が安定であるか否かの目安である。強力な MC 炭化物形成元素がかならずしも θ/α 分配係数が大ではない。

分配係数は温度上昇とともにしだいに 1 に近づき、その温度依存性はアレウス型となる。しかし Mn, Cr などでは温度低下とともに分配係数はこの予想以上に異常に大となり、一方、Co は急激に小さくなる。高ら^(54,55)

7.2 3元鉄基合金の平衡および非平衡組織

413

図 7-44 溶鉄中における炭素と合金元素の相互作用^(41, 50)

は 700°C 以下における分配係数を調べ、その原因はフェライト/オーステナイト安定化パラメータ ($\Delta G_{\text{st}}^{\text{a(176)}}$) の大きな温度依存性によるものであり、これは α 相の強磁性に由来することを明らかにした。

(v) セメントイトおよび特殊炭化物における M および鉄の固溶限 $\text{Fe}_3\text{C}-\text{Mn}_3\text{C}$, $\text{Fe}_3\text{C}-\text{Co}_3\text{C}$, $\text{Fe}_3\text{C}-\text{Ni}_3\text{C}$ は全率固溶体を形成する。ただし図 7-39 に示したように Ni_3C , Co_3C は準安定相である。(Fe, M)₃C において Fe と置換する傾向は

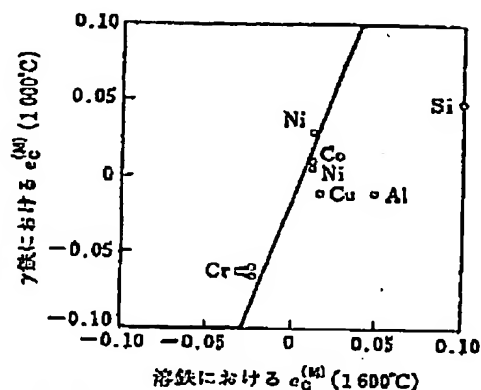
$\text{Cr} (16\%) > \text{Mo} (1.8\%) > \text{W} (1.3\%) > \text{V} (0.6\%) > \text{Ti} (1.1\%) > \text{Nb}, \text{Ta} (\text{わずか})$

のようであり、Zr, Hf はほとんど置換しない^(51, 55)。この傾向は鉄との原子半径の差からよく理解される⁽⁵⁵⁾。

表 7-17 にセメントイト以外の 3 元組成炭化物を示す。なお、MC の特殊炭化物に鉄はほとんど固溶しない。

(vi) 特殊炭化物の溶解度積 MC 炭化物は γ 鉄と平衡して $[\%M] \cdot [\%C]$ は一定値をとる。この平衡溶解度積の温度依存性を図 7-43 に示す。これによれば、 γ 鉄に対する溶解度は、これら炭化物生成反応の標準自由エネルギー変化とよく対応している。等比炭化物の生成エネルギーは温度に依存するが、1000°C 付近で $\text{Hf} > \text{Zr} > \text{Ti} > \text{Ta} > \text{Nb} > \text{V} > \text{Mo} > \text{Al}(\text{Al}_4\text{C}_3) > \text{Si} > \text{W}$ の順である^(55, 57)。

(vii) γ 鉄、溶鉄における相互作用母係数 多くの研究者により⁽⁵⁸⁻⁶⁰⁾ 溶鉄中における C 原子と M 原子の相互作用が系統的に調べられている。溶鉄中の C に対する添加元素 M の相互作用母係数は図 7-44 に示すよ

図 7-45 溶鉄中と γ 鉄中における C の M に対する相互作用母係数の関係⁽⁶¹⁾

うに周期律と同じ同期で規則的に変化している。相互作用母係数の大きさと先に示した炭化物形成傾向とは二、三の例外を除いてよく対応している。炭化物形成傾向の強い元素ほど相互作用母係数は負値であり、炭化物形成傾向の弱い元素のそれは正値をとる。このことは溶鉄中においても固相においても C と M の相互作用は一般に同じ傾向をもつことを意味する。

C に対する溶鉄中および γ 鉄中における M の相互作用母係数との関係を示す図 7-45 によれば、C と M の相互作用に比例関係がある⁽⁶¹⁾。 α 鉄中における相互作用に関しても同様の関係が期待できそうであるが、データ数が少ないのではっきりしていない⁽⁴⁰⁾。

(viii) 共晶反応の変化および黒鉛化・白鉄化傾向 共晶温度と共晶炭素量の合金元素による変化をまとめて図 7-46 に示す。鉄-炭素系平衡共晶反応における安定